

Особливості впливу швидкостей нагріву і охолодження на структуру вуглецевих сталей при локальній термічній дії

О. М. Савицький, кандидат технічних наук

В. М. Ващенко, Ю. М. Шкрабалюк

Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України, Київ

Викладено результати дослідження впливу швидкостей нагрівання на формування структури у вуглецевих сталях при локальному термічному впливі на метал. Показано, що при дуговому зварюванні, дуговій і плазмовій обробці металу швидкості його нагріву і охолодження залежать від погонної енергії процесу та зростають при її зменшенні. Однак зростання швидкостей нагріву відбувається значно інтенсивніше, ніж швидкостей охолодження. Через це їх позитивний вплив на кінетику розпаду переохолодженого аустеніту поступово зростає і долає негативний вплив швидкостей охолодження, які також зростають але зі значно меншою інтенсивністю.

Результати досліджень, наведені в роботах [1 – 3] свідчать, що кінетика формування структури вуглецевих сталей при будь якому високотемпературному термічному впливі визначається співвідношенням двох параметрів – швидкостей нагріву та охолодження. Збільшення швидкостей нагріву сприяє зменшенню рівня гомогенності аустеніту, зростанню температур його розпаду та формуванню в металі структур з більш високими показниками пластичності, в'язкості і тріщиностійкості, що є позитивним. Зростання швидкостей охолодження, навпаки, супроводжується зміщенням розпаду аустеніту в область більш низьких температур та формуванням в металі структур з підвищеними показниками міцності і твердості та зниженою тріщиностійкістю, що є негативним.

Традиційні методи термічної обробки забезпечують можливість регулювати умови нагріву та охолодження металу незалежно одне від одного. Тому керування структурними перетвореннями в металі в цьому випадку не викликає труднощів. Однак існують методи, засновані на локальному термічному впливі на метал, такі як дугове зварювання, дугова та плазмова термічна обробка, при яких зміна умов нагріву та охолодження металу нерозривно пов'язані між собою. Тепловий стан металу при вказаних методах визначає погонна енергія, що представляє собою відношення теплової потужності джерела нагріву q до швидкості його переміщення V , тобто q/V . Будь-яка зміна теплової потужності джерела нагріву та швидкості його переміщення, спрямована на зменшення погонної енергії, супроводжується зростанням швидкостей нагріву та охолодження металу і навпаки, відповідним впливом на кінетику структуроутворення в ньому.

Традиційні уявлення про кінетику формування структури вуглецевих сталей при локальних термічних впливах пов'язують цей процес із стадією охолодження і не беруть до уваги стадію нагріву. У відповідності до цього, швидкості охолодження повинні справляти на процес формування структури металу переважаючий вплив.

Однак результати останніх досліджень [3, 4] свідчать, що формування структури металу вуглецевих сталей при локальному термічному впливові починається на стадії нагріву. Тут визначається рівень гомогенності, стійкість і період інертності розпаду аустеніту, від яких залежить кінетика структурних перетворень на стадії охолодження. Враховуючи наведене надзвичайно важливо визначити, який з параметрів теплового стану справляє на процес формування структури металу домінуючий вплив – швидкість нагріву чи швидкість охолодження.

Весь комплекс досліджень виконували у два етапи.

Завданням першого етапу було виявити ступінь впливу погонної енергії на інтенсивність зміни швидкостей нагріву і охолодження металу в різних температурних інтервалах. В якості джерела локального нагріву використовували електричну дугу в середовищі аргону. Дослідження проводили на сталі 30ХГСА. Погонну енергію змінювали в інтервалі 2162 – 648 Дж/см. Із використанням розрахункових схем М. М. Рикаліна [4] були розраховані термічні цикли з максимальною температурою нагріву 1250 °С для кожного значення погонної енергії (рис. 1). На основі цих даних визначали середні швидкості нагріву та охолодження металу в різних температурних інтервалах (таблиця).

Результати досліджень свідчать, що швидкості нагріву в усіх температурних інтервалах значно перевищують швидкості охолодження металу. Причому різниця між швидкостями нагріву і охолодження в одних і тих же температурних інтервалах досягає кількох порядків. Крім цього, в міру зменшення погонної енергії, швидкості нагріву зростають значно інтенсивніше, ніж швидкості охолодження. З урахуванням наведеного доцільним є припущення про те, що стадія нагріву при локальному термічному впливі буде визначальною для кінцевої структури металу. Тобто через те, що швидкості нагріву значно більші і зростають значно інтенсивніше, ніж швидкості охолодження, їх вплив на кінетику формування кінцевої структури металу буде домінуючим. А швидкості охолодження можуть лише посилювати чи послаблювати цей вплив, не змінюючи загальної тенденції, що визначається стадією нагріву.

Перевірка достовірності даного припущення була завданням другого етапу досліджень. Він передбачав металографічні дослідження зразків зі сталі 30ХГСА, які піддавали локальному термічному впливові на

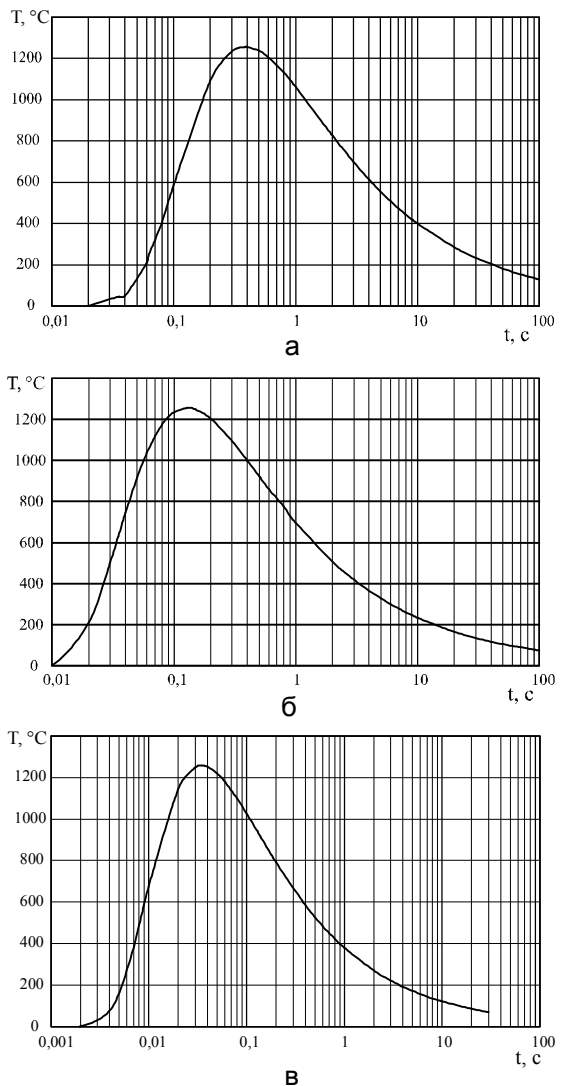


Рис. 1. Термічні цикли при локальній термічній дії на метал з погонною енергією. а – 2162 Дж/см, б – 1140 Дж/см, в – 648 Дж/см.

Термічна та хіміко-термічна обробка

Середні швидкості нагріву і охолодження металу зварного з'єднання в різних температурних інтервалах ($T_{\max} = 1250\text{ }^{\circ}\text{C}$)

Погонна енергія q/V , Дж/см	Стадія нагріву		Стадія охолодження	
	Температурний інтервал, $^{\circ}\text{C}$	Швидкість нагріву V_n , $^{\circ}\text{C}/\text{c}$	Температурний інтервал, $^{\circ}\text{C}$	Швидкість охолодження V_o , $^{\circ}\text{C}/\text{c}$
2162	200 – 400	10000	400 – 200	5,4
	200 – 600	9523	600 – 200	10,5
	200 – 800	7500	800 – 200	14,4
	200 – 1000	6896	1000 – 200	18,7
	200 – 1200	5000	1200 – 200	23
	200 – 1250	3200	1250 – 200	24,01
1140	200 – 400	29411	400 – 200	16,8
	200 – 600	28571	600 – 200	29,18
	200 – 800	25532	800 – 200	41,4
	200 – 1000	21917	1000 – 200	54,4
	200 – 1200	15037	1200 – 200	67,11
	200 – 1250	9633	1250 – 200	70
648	200 – 400	117647	400 – 200	70,18
	200 – 600	111111	600 – 200	119,4
	200 – 800	86956	800 – 200	169,01
	200 – 1000	73394	1000 – 200	221
	200 – 1200	57471	1200 – 200	271,7
	200 – 1250	35593	1250 – 200	283,8

погонних енергіях, що наведені в таблиці, та порівняння їх із термодинамічною діаграмою. Дослідження проводили із застосуванням традиційних методик світлової металографії.

У випадку, коли погонна енергія локального термічного впливу становить 2162 Дж/см, в металі формується структура, що представляє собою суміш бейніту і мартенситу з переважним вмістом мартенситної складової (рис. 2 а). Вторинне аустенітне зерно відповідає 5 – 6 балу за ГОСТ 5639-82.

Зменшення погонної енергії майже в 2 рази (до 1140 Дж/см) ініціювало зростання швидкостей нагріву і охолодження металу порівняно з попереднім випадком в середньому майже в 3 рази (таблиця). За цих умов в металі формується змішана дрібнозерниста бейнітно-мартенситна структура (рис. 2 б) з розмірами зерна, що відповідають 7 балу за ГОСТ 5639-82. Причому, в порівнянні з попереднім випадком, вміст бейнітної складової в структурі збільшився приблизно до 50 %. Це свідчить про те, що початок розпаду аустеніту змістився в область більш високих температур і до 50 % його зазнало перетворення в проміжній області, а розпад інших 50 % відбулося в мартенситній області.

Подальше зменшення погонної енергії до 648 Дж/см, тобто більш, ніж в 3 рази порівняно з початковими умовами (2160 Дж/см), супроводжується підвищенням швидкостей нагріву і охолодження приблизно в 10 – 12 разів (таблиця). При цьому в металі формується структура, що представляє собою дрібнозернисту суміш бейніту і мартенситу (рис. 2 в), в якій бейнітна складова вже переважає мартенситну. А в ділянках металу, що знаходяться в епіцентрі термічного впливу з'являється ще й структурна складова верхнього бейніту. Все це свідчить про те, що, незважаючи на збільшення швидкості охолодження металу, початок його розпаду змістився до верхньої

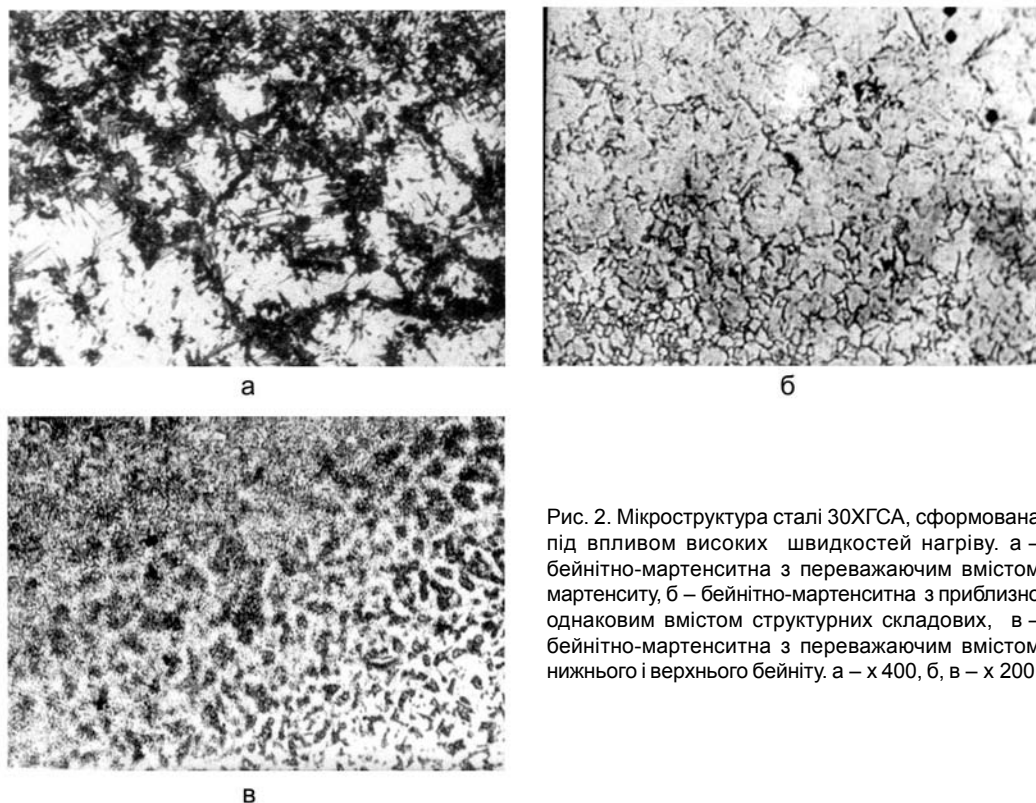


Рис. 2. Мікроструктура сталі 30ХГСА, сформована під впливом високих швидкостей нагріву. а – бейнітно-мартенситна з переважаючим вмістом мартенситу, б – бейнітно-мартенситна з приблизно однаковим вмістом структурних складових, в – бейнітно-мартенситна з переважаючим вмістом нижнього і верхнього бейніту. а – х 400, б, в – х 200.

межі бейнітної області, та й сам розпад змістився в область більш високих температур. Отже різко знизилися стійкість аустеніту при переохолодженні та рівень його гомогенності.

Вторинне аустенітне зерно подрібнюється до розмірів, що відповідають 7 – 8 балам за ГОСТ 5639-82.

У відповідності до традиційних уявлень про вплив параметрів теплового стану металу на кінетику формування структури в ньому при локальному термічному впливові все повинно відбуватись навпаки. Про це свідчить термокінетична діаграма розпаду аустеніту в сталі 30ХГСА при охолодженні від максимальної температури 1250 °С (рис. 3), на якій нанесені криві охолодження термічних циклів, наведених на рис. 2.

Крива охолодження 1 (рис. 3) відповідає погонній енергії 2160 Дж/см (рис. 1 а). В цьому випадку весь розпад переохолодженого аустеніту повинен відбуватись в бездифузійній температурній області з утворенням мартенситної структури. Однак, як показано вище, результати металографії свідчать про інше – структура представляє собою мартенситно-бейнітну суміш, хоча і з переважним вмістом мартенситу.

У відповідності до кривої охолодження 2 (рис. 3), що відповідає погонній енергії 1140 Дж/см (рис. 1 б), розпад переохолодженого аустеніту повинен змститись ближче до нижньої температурної межі бездифузійної області. Це свідчить про те, що в металі повинна формуватись мартенситна структура, яка відрізнялась би від попереднього випадку лише більшою твердістю. Результати ж металографії свідчать, навпаки, про зменшення вмісту мартенситу та про зростання кількості бейніту порівняно з попереднім випадком.

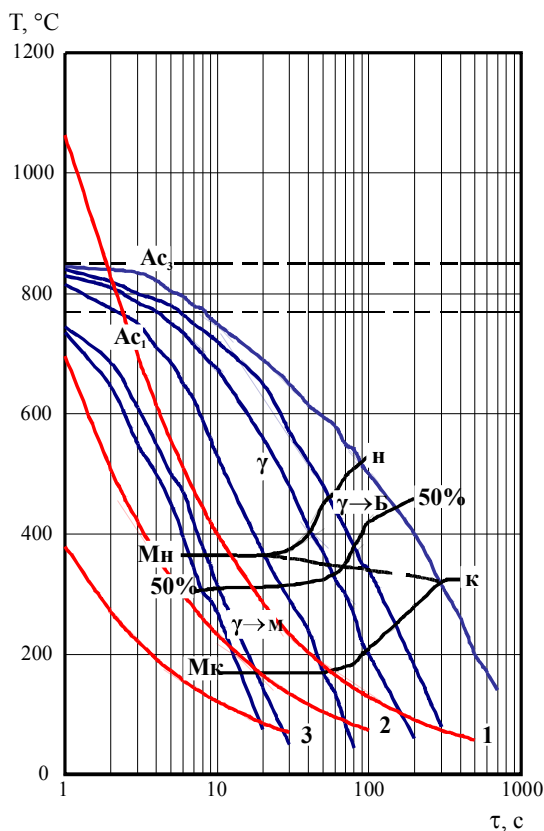


Рис. 3. Термокінетична діаграма сталі 30ХГСА з максимальною температурою нагріву 1250 °С. 1 – крива охолодження при погонній енергії 2162 Дж/см, 2 – крива охолодження при погонній енергії 1140 Дж/см, 3 – крива охолодження при погонній енергії 648 Дж/см.

Крива 3 відображує стадію охолодження термічного циклу, що відповідає погонній енергії 648 Дж/см (рис. 1 в). Вона, як свідчить рис. 3, проходить поза областю мартенситного перетворення, тобто метал охолоджується зі швидкістю настільки великою, що при температурах вище 0 °С розпад аустеніту неможливий. Структура металу повинна представляти собою залишковий аустеніт, для початку розпаду якого метал необхідно охолодити до мінусових температур.

Однак результати металографії свідчать про зворотне. Початок розпаду переохолодженого аустеніту зміщується в область більш високих температур, ніж у попередніх випадках, що забезпечує формування в металі бейнітно- мартенситних структур з переважаючим вмістом нижнього і верхнього бейніту (рис. 2 в).

Результати аналізу експериментальних даних свідчать, що по мірі зниження погонної енергії та підвищення швидкостей нагріву, початок розпаду переохолодженого аустеніту в металі поступово зміщується в область більш високих температур. І це відбувається незважаючи на одночасне збільшення швидкостей охолодження.

Отже, стійкість аустеніту при переохолодженні, а значить і рівень його гомогенності, знижуються настільки стрімко, що дозволяє подолати негативний вплив зростаючих швидкостей охолодження металу і не просто не допускати зміщення початку розпаду аустеніту в низькотемпературні області, але й підвищувати температури початку і кінця розпаду.

Таким чином дослідження дозволяє визначити, який з параметрів теплового стану металу при локальному термічному впливі буде справляти на кінетику структуроутворення у вуглецевих сталях домінуючий вплив. В міру підвищення швидкостей нагріву зварного з'єднання їх позитивний вплив на кінетику розпаду переохолодженого аустеніту поступово зростає і долає негативний вплив швидкостей охолодження, які також зростають, але зі значно меншою інтенсивністю.

Література

1. Гриднев В. Н., Мешков Ю. Я., Ошкадеров С. П. Физические основы электротермического упрочнения стали. – Киев: Наук. думка, 1973. – 336 с.
2. Шоршоров М. Х., Белов В. В. Фазовые превращения и изменения свойств стали при сварке. – М.: Наука, 1972. – 220 с.

3. Савицький О. М. Вплив швидкісних нагрівів на структуру вуглецевих сталей при локальній термічній дії. // *Металознавство та обробка металів*. – 2005. – № 4. – С. 33 – 35.
4. Савицький А. М., Савицький М. М. Управление формированием структуры металла околошовной зоны при сварке углеродистых сталей. // *Збірник наукових праць Національного університету кораблебудування*. – 2009. – № 3. – С. 95 – 103.
5. Рыкалин Н. Н., Пугин А. И. Тепловые процессы при сварке плавлением. – М.: Профиздат, 1959. – 96 с.

Одержано 12.05.11

А. М. Савицький, В. Н. Ващенко, Ю. Н. Шкрабалюк

Особенности влияния скоростей нагрева и охлаждения на структуру углеродистых сталей при локальном термическом воздействии

Резюме

В работе изложены результаты исследования влияния скоростей нагрева и охлаждения на формирование структуры в углеродистых сталях при локальном термическом воздействии на металл. Показано, что при дуговой сварке, дуговой и плазменной обработке металла скорости его нагрева и охлаждения зависят от погонной энергии процесса и увеличиваются при ее уменьшении. Однако возрастание скоростей нагрева происходит значительно интенсивнее, чем скоростей охлаждения. Из-за этого их положительное влияние на кинетику распада переохлажденного аустенита постепенно возрастает и преодолевает негативное влияние скоростей охлаждения, которые также возрастают, но значительно менее интенсивно.

A. M. Savitsky, V. N. Vashchenko, J. N. Shkrabaljuk

Features of joint influence of heating and cooling speed on structure formation in carbonaceous steels at local thermal influence

Summary

The results of research of influence of heating and cooling speed on structure formation in carbonaceous steels at local thermal influence on metal are presented. It is shown that at arc welding, arc and plasma processing of metal heating and cooling speed depend on energy of process and increase at its reduction. However, increase of heating speeds occurs much more intensively, than that of cooling. Due to the reason above positive influence of speed of heating on kinetics of overcooled austenite decomposition gradually increases and overcomes negative influence of cooling speed which also increase, but much less intensively.